

Patent Abstracts of Japan

cited in the European Search
Report of EP 0374535.3
Your Ref.: NC 4833-EP

PUBLICATION NUMBER : 11264048
PUBLICATION DATE : 28-09-99

APPLICATION DATE : 16-03-98
APPLICATION NUMBER : 10065054

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : KOJIMA AKIHIKO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/14 C22C 38/58

TITLE : HIGH-STRENGTH STEEL PLATE EXCELLENT IN TOUGHNESS OF WELDED ZONE

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a steel plate of high strength and excellent in toughness of a heat affected zone by containing a combined grain among a fine TiN precipitate with a Mg oxide, the oxide essentially made of Ti-Mg-REM and MnS in a low C-Ti-Mg-REM-low Al steel of a specified composition.

SOLUTION: This high strength steel plate contains, by weight, 0.01-0.10% C, $\leq 0.6\%$ Si, 0.8-2.5% Mn, $\leq 0.015\%$ P, 0.001-0.005% S, 0.01-0.05% Nb, 0.005-0.030% Ti, 0.0003-0.0020% Mg, 0.0003-0.0010% REM, $\leq 0.01\%$ Al, 0.001-0.006% N, 0.001-0.006% O, further a prescribed quantity of Ni, Cu, etc., and the balance Fe, further satisfying $P=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+Mo+V=2.5-3.5$. Further, in addition to the above, 0.1-5.0 μm Ti, Mg, ≥ 5 each/ mm^2 a mainly REM oxide-MnS combined body, ≥ 10000 each/ mm^2 a Mg oxide containing TiN are contained.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(51) Int.Cl.⁸

C 2 2 C 38/00

38/14

38/58

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00

38/14

38/58

3 0 1 A

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号

特願平10-65054

(22) 出願日

平成10年(1998) 3月16日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 寺田 好男

千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72) 発明者 原 卓也

千葉県富津市新富 20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72) 発明者 児島 明彦

千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 椎名 強

(54) 【発明の名称】 溶接部靱性の優れた高強度鋼板

(57) 【要約】

【課題】 溶接部靱性に優れた A P I 規格 X 1 0 0 以上の強度を有する鋼板を提供する。

【解決手段】 低 C-T i-M g-R E M-低 A l 系鋼において、0.1 μ m 以下の M g 系酸化物を含んだ T i-N 系析出物と 0.1 μ m 以上の T i-M g-R E M を主体とする酸化物と M n S の複合体を含有させた高強度鋼板。

【効果】 溶接部靱性に優れた高強度鋼板 (X 1 0 0 以上) の提供が可能となった。その結果、パイプライン、溶接構造物の安全性が著しく向上するとともに、施工能率の向上が可能となった。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.01~0.10%、

Si: 0.6%以下、

Mn: 0.8~2.5%、

P: 0.015%以下、

S: 0.001~0.005%、

Nb: 0.01~0.05%、

Ti: 0.005~0.030%、

Mg: 0.0003~0.0020%、

REM: 0.0003~0.0010%、

Al: 0.01%以下、

N: 0.001~0.006%、

O: 0.001~0.006%、

に残部が鉄および不可避免の不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5~3.5の範囲にあり、かつ粒子径が0.1~5.0 μ mのTi, Mg, REMを主体とする酸化物とMnSの複合体を5個/mm²以上含有し、かつMg系酸化物を含有した粒子径0.1 μ m以下のTiNを10000個/mm²以上含有することを特徴とする溶接部靱性の優れた高強度鋼板。

$$P=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+Mo+V$$

【請求項2】 重量%で、

C: 0.01~0.10%、

Si: 0.6%以下、

Mn: 0.8~2.5%、

P: 0.015%以下、

S: 0.001~0.005%、

Nb: 0.01~0.05%、

Ti: 0.005~0.030%、

Mg: 0.0003~0.0020%、

REM: 0.0003~0.0010%、

Al: 0.01%以下、

N: 0.001~0.006%、

O: 0.001~0.006%、

に必要な応じて、さらに

Ni: 0.1~1.0%、

Cu: 0.1~1.2%、

Cr: 0.1~1.0%、

Mo: 0.1~1.0%、

V: 0.01~0.10%、

Ca: 0.001~0.005%

の一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、下記の式で定義されるP値が2.5~3.5の範囲にあり、かつ粒子径が0.1~5.0 μ mのTi, Mg, REMを主体とする酸化物とMnSの複合体を5個/mm²以上含有し、かつMg系酸化物を含有した粒子径0.1 μ m以下のTiNを10000個/mm²以上含有することを特徴とする溶接部靱性の優

れた高強度鋼板。

$$P=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+Mo+V$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、米国石油協会(API)規格でX100以上(降伏強度で約689N/mm²以上)の高強度と優れた溶接熱影響部(HAZ)靱性を有する鋼板に関するものである。

【0002】

【従来の技術】原油・天然ガスを長距離輸送するパイプラインに使用するラインパイプは、(1)高圧化による輸送効率の向上や、(2)薄肉化による現地での溶接効率向上のため、ますます高張力化する傾向にある。これまでにAPI規格でX80までのラインパイプが実用化されているが、さらに高強度のラインパイプに対するニーズがでてきた。現在、X100以上の超高強度ラインパイプはX80級ラインパイプの製造法(NKK技報No.138(1992), pp24-31およびThe 7th Offshore Mechanics and Arctic Engineering(1988), Volume V, pp179-185)を基本に検討されているが、これらのラインパイプは低温靱性、とくにHAZ靱性などの点で多くの問題を抱えており、これらを克服した画期的な高強度鋼板が望まれている。

【0003】低合金鋼のHAZ靱性は、(1)結晶粒のサイズ、(2)高炭素島状マルテンサイト(M^{*})、上部ベイナイト(Bu)などの硬化相の分散状態、(3)粒界脆化の有無、(4)元素のミクロ偏析など種々の冶金学的要因に支配される。なかでもHAZの結晶粒のサイズは低温靱性に大きな影響を与えることが知られており、HAZ組織を微細化する数多くの技術が開発実用化されている。例えば、TiNを微細に分散させ、490N/mm²級高張力鋼の大入熱溶接時のHAZ靱性を改善する手段が開示されている(昭和54年6月発行「鉄と鋼」第65巻第8号1232ページ)。しかしこれらの析出物は溶融線近傍においては1400℃以上の高温にさらされるため大部分が粗大化あるいは溶解し、HAZ組織が粗大化してHAZ靱性が劣化するという欠点を有する。

【0004】この問題に対して鋼中にTi酸化物を微細分散させて、溶接時のHAZにおいて粒内アシキュラーフェライト(以下IGFと呼ぶ)を生成させることにより溶融線近傍のHAZ組織は微細化され、HAZ靱性が改善されることが特開昭63-210235号公報、特開平1-15321号公報などに開示されている。しかしながら、X100以上の高強度になるとTi酸化物からIGFの生成は抑制され、HAZ靱性が劣化するため、X100以上の高強度鋼板のHAZ靱性の改善が強

く望まれている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は良好なHAZ靱性を有するX100以上の高強度鋼板を提供するものである。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、重量%で、C:0.01~0.10%、Si:0.6%以下、Mn:0.8~2.5%、P:0.015%以下、S:0.001~0.005%、Nb:0.01~0.05%、Ti:0.005~0.030%、Mg:0.0003~0.0020%、REM:0.0003~0.0010%、Al:0.01%以下、N:0.001~0.006%、O:0.001~0.006%、に必要に応じて、さらにNi:0.1~1.0%、Cu:0.1~1.2%、Cr:0.1~1.0%、Mo:0.1~1.0%、V:0.01~0.10%、Ca:0.001~0.005%の一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなり、 $P=2.7C+0.4Si+Mn+0.8Cr+0.45(Ni+Cu)+Mo+V$ の式で定義されるP値が2.5~3.5の範囲にあり、かつ粒子径が0.1~5.0 μm のTi, Mg, REMを主体とする酸化物とMnSの複合体を铸造方向と直角方向の断面において5個/ mm^2 以上含有し、かつMg系酸化物を含有した粒子径0.1 μm 以下のTiNを10000個/ mm^2 以上含有することである。

【0007】以下に、本発明の高強度鋼板について詳細に説明する。発明者らの研究によれば、HAZ靱性は

(1) 鋼の化学成分、(2) 組織(結晶粒の大きさと硬化相の分散状態)に大きく依存し、鋼成分の適正化と結晶粒の微細化が高靱性化に不可欠であると考えられる。本発明の特徴は、低C-Ti-Mg-REM-低Al系鋼において、(1) 溶融線近傍においても粗大・溶解しない0.1 μm 以下のMg系酸化物を含んだ微細なTiN析出物を含有し、(2) 100 μm 以下の比較的小さなオーステナイト(γ)粒内からでもIGFの生成能に優れた0.1 μm 以上のTi-Mg-REMを主体とする酸化物とMnSとの複合体を含有させることにより、HAZ全域に渡って組織を微細化してHAZ靱性を向上させることにある。

【0008】従来よりTiNを微細に分散させた鋼では1350℃に再加熱される領域までは γ 粒の粗大化を抑制してHAZ組織の微細化に有効であった。しかし1400℃以上の高温にさらされる溶融線近傍ではTiN粒子は粗大かつ溶解するために γ 粒の抑制効果はほとんど消滅する。そこで、1400℃以上の高温でも安定な析出物について鋭意検討した結果、微細なMg系酸化物を核として生成したTiN粒子は1400℃以上の高温でも粗大・溶解しにくくなり、溶融線近傍の γ 粒の粗大化

抑制に大きな効果があることが判明した。従来の鋼では溶融線近傍の γ 粒径は200 μm 以上となるのに対し、本発明鋼では0.1 μm 以下の酸化物を核として生成したTiN粒子を10000個/ mm^2 以上含有させることにより γ 粒径を100 μm 以下にすることができ

る。【0009】また、従来100 μm 程度まで抑制された γ 粒内からIGFを生成させることはできなかった。これはIGFの生成する温度よりも γ 粒界に生成するフェライトの生成温度が高く、 γ 粒界から生成したフェライトに γ 粒内が覆われてしまうためIGFの生成が困難であった。そこで、比較的小さな γ 粒内からでもIGFを生成させる酸化物の種類について鋭意検討した結果、Ti, Mg, REMを主体とする酸化物(酸化物中に占めるTi+Mg+REMの割合が50%以上)は酸化物上へのMnSの析出を促進し、この酸化物とMnSとの複合体はIGFの生成能に優れ、0.1 μm 以上の酸化物とMnSの複合体を5個/ mm^2 以上含有させることにより小さな γ 粒内においてもIGFが顕著に生成することが判明した。

【0010】すなわち、本発明の要点は、Ti, Mg, REM, Al, S, N量を限定することにより、(1) 0.1 μm 以下のMg系酸化物を含んだTiN系微細析出物を含有させて溶融線近傍においても γ 粒の粗大化を抑制させること、(2) 0.1 μm 以上のTi, Mg, REMを主体とする酸化物とMnSとの複合体を含有させて比較的小さな γ 粒内からIGFを生成させて、HAZ全域にわたり組織を微細化してHAZ靱性を向上させることである。

【0011】上記の酸化物や析出物を鋼中に含有させるためにはTi, Mg, REM, Al, S, N量の適正化が重要である。このためにTi, Mg, REM, Al, S, N量をそれぞれTi:0.005~0.030%、Mg:0.0003~0.0020%、REM:0.0003~0.0010%、Al:0.01%以下、S:0.001~0.005%、N:0.001~0.006%に限定する必要がある。

【0012】Ti, Mg, REM, S, N量の下限はTi, Mg, REMを主体とする酸化物とMnSの複合体およびMg酸化物を含むTiN粒子を生成させるための必要最小量である。Ti量の上限はTiCの生成によるHAZ靱性の劣化を防止するためである。MgおよびREMの多量添加はHAZ靱性を劣化させるためにその上限の値をそれぞれ0.0020%、0.0010%とした。N量の上限はスラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化を防止するためである。

【0013】また、Ti, Mg, REMを主体とする酸化物を生成させるためにはAl量の上限を0.01%とする。Al量が0.01%を超えると酸化物中にAlが多く含有し、優れたIGF生成能が得られなくなるため

である。Sの上限はMnSの多量生成による母材靱性の劣化を防止するためである。しかし、たとえ鋼中にTi、Mg、REMを主体とする酸化物とMnSとの複合体とMg系酸化物を含むTiN粒子を鋼中に分散させることができて基本成分が適当でないと優れたHAZ靱性は得られない。

【0014】以下に、その他の基本成分の限定理由について説明する。Cの下限0.01%は母材および溶接部の強度、低温靱性の確保ならびにNb、V添加による析出硬化、結晶粒の微細化効果を発揮させるための最小量である。しかしC量が多過ぎると低温靱性、現地溶接性の著しい劣化を招くので、上限を0.10%とした。Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加すると現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiのみでも十分であり、Siは必ずしも添加する必要はない。

【0015】Mnは強度、低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は0.8%である。しかしMnが多過ぎると鋼の焼入性が増加して現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、低温靱性も劣化させるので上限を2.5%とした。本発明において不可避的不純物元素であるP量を0.015%以下とする。この主たる理由は母材およびHAZの低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を低減させて、粒界破壊を防止し低温靱性を向上させる。

【0016】Nbは γ 粒界に生成するフェライトを抑制して、Ti、Mg、REMを主体とする酸化物とMnSの複合体を核とするIGFの生成を促進させる働きがある。この効果を得るためには最低0.01%のNb量が必要である。しかしながら、Nb量が多すぎるとHAZ靱性が劣化するので、その上限の値を0.05%とした。OはTi、Mg、REMを主体とする酸化物を生成させるために0.001%以上必要である。しかし多すぎると非金属介在物の生成により鋼の清浄度や母材低温靱性の劣化を招くため、上限の値を0.006%とした。

【0017】次に、Ni、Cu、Cr、Mo、V、Caを添加する理由について説明する。基本成分にさらにこれらの元素を添加する主たる目的は本発明鋼の特徴を損なうことなく、強度・低温靱性などの特性の向上を図るためである。従って、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。Niは溶接性、HAZ靱性に悪影響をおよぼすことなく母材の強度、低温靱性を向上させるが、0.1%以下では効果が薄く、1.0%以上の添加は溶接性に好ましくないためにその上限の値を1.0%とした。

【0018】CuはNiとほぼ同様の効果を有するとともに耐食性、耐水素誘起割れ性などにも効果があり、0.1%以上の添加が必要である。しかし過剰に添加す

ると析出硬化により母材、HAZの靱性劣化や熱間圧延時にCuクラックが発生するために、その上限の値を1.2%とした。Crは母材、溶接部の強度を増加させる効果があり、0.1%以上の添加が必要である。しかし、多過ぎると現地溶接性やHAZ靱性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.0%とした。

【0019】Moは母材および溶接部の強度を上昇させる元素であるが、1.0%を超えるとCrと同様に母材、HAZの靱性および溶接性を劣化させる。また0.1%以下の添加ではその効果が薄い。VはほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して格段に弱い。その効果を発揮させるためには0.01%以上の添加が必要である。また上限は現地溶接性、HAZ靱性の点から0.10%まで許容できる。

【0020】Caは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など)させるほか、耐サワー性の向上にも著しい効果を発揮する。0.001%以下ではその効果が薄く、また0.005%を超えて添加するとCaO-CaSが大量に生成してクラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響をおよぼす。このためCa添加量を0.001~0.005%に制限した。

【0021】以上の個々の添加元素の限定に加えて本発明では、さらに $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V$ で示す値を $2.5 \leq P \leq 3.5$ に制限する必要がある。これはHAZ靱性、現地溶接性を損なうことなく、目的とする強度・低温靱性バランスを達成するためである。P値の下限を2.5としたのはX100以上の強度と優れた低温靱性を得るためである。またP値の上限を3.5としたのは優れたHAZ靱性、現地溶接性を維持するためである。

【0022】なお、本発明における微細粒子の測定方法について以下に説明する。0.1 μm 以下の微細なMg酸化物を含むTiN析出物は透過電子顕微鏡(TEM)を用いて10000~50000倍の倍率で少なくとも1000 μm^2 以上の面積を観察してその個数を求める。Mg酸化物の含有の有無についてはエネルギー分散型X線分光法(EDS)による組成分析とX線回折による構造解析が望ましい。また0.1 μm 以上のIGFの生成に寄与する酸化物の個数は光学顕微鏡にて1000倍の倍率かつ4 mm^2 の視野で測定した。その後EPMにより酸化物へのMnSの析出状態を観察する。

【0023】

【実施例】本発明の実施例について述べる。転炉-連続鋳造法で種々の鋼成分の鋼片から厚板圧延、加速冷却法により鋼板を製造して、諸性質を調査した。溶接部の特性は各鋼板を内外面1層のSAW(サブマージドアーク溶接)を実施した後、鋼板1/2t部より採取したシャ

ルビー試験片を用いて評価した。ノッチ位置は内面溶接と外面溶接の溶接金属が交わる点とした。実施例を表1～3に示す。本発明の鋼板は優れた強度・低温靱性およびHAZ靱性を有する。これに対して比較鋼は化学成分

や酸化物の種類や個数が適切でなく、いずれかの特性が劣る。

【0024】

【表1】

表 1

No	化 学 成 分																	(mass%, P, S, Mg, REM, N, O, Ca (はppm))		備 考
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Mg	REM	Al	N	O	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Ca	P値	
1	0.089	0.38	2.15	73	18	0.038	0.012	12	9	0.006	28	26	—	—	—	—	—	—	2.54	本 発 明 鋼
2	0.056	0.27	1.85	60	28	0.044	0.012	7	5	0.005	29	25	0.30	0.32	—	0.22	—	—	2.71	
3	0.041	0.19	1.88	53	20	0.035	0.015	5	4	0.002	32	30	0.42	—	0.27	0.11	—	15	2.58	
4	0.073	0.22	2.13	61	14	0.041	0.014	15	7	0.003	40	29	0.22	—	—	—	0.050	—	2.56	
5	0.075	0.27	2.01	55	17	0.036	0.013	9	5	0.002	27	28	0.38	0.37	0.35	0.45	0.062	—	3.45	
6	0.063	0.21	1.93	70	25	0.039	0.017	8	4	0.004	35	25	—	0.75	—	—	0.062	10	2.63	
7	0.081	0.18	2.01	65	23	0.032	0.015	7	5	0.008	32	24	—	—	0.38	—	0.051	—	2.64	
8	0.070	0.27	2.10	53	14	0.034	0.016	17	4	0.002	30	30	0.34	0.39	—	0.51	—	—	3.24	
9	0.043	0.32	1.65	70	60	0.025	0.014	8	3	0.007	33	33	0.94	1.05	—	—	—	—	2.79	
10	0.093	0.26	1.59	83	65	0.031	0.012	7	4	0.003	25	30	0.45	1.00	—	0.08	—	18	2.68	比 較 鋼
11	0.115	0.25	1.95	70	27	0.042	0.013	6	4	0.003	32	25	0.31	0.32	—	0.23	—	—	2.81	
12	0.056	0.24	1.86	70	27	0.042	—	8	4	0.003	30	20	0.29	0.33	—	0.23	—	—	2.72	
13	0.057	0.27	1.94	55	25	0.040	0.035	7	5	0.003	31	24	0.30	0.32	—	0.22	—	—	2.70	
14	0.055	0.26	1.83	60	25	0.041	0.012	—	6	0.004	30	23	0.31	0.31	—	0.23	—	—	2.69	
15	0.055	0.26	1.97	60	23	0.043	0.012	25	6	0.004	30	27	0.31	0.31	—	0.22	—	—	2.72	
16	0.056	0.24	1.85	70	24	0.041	0.011	8	—	0.002	29	26	0.30	0.32	—	0.23	—	—	2.71	
17	0.054	0.28	1.82	70	28	0.042	0.014	7	15	0.002	28	25	0.29	0.33	—	0.22	—	—	2.68	
18	0.056	0.27	1.95	60	29	0.044	0.012	7	5	0.015	29	27	0.30	0.32	—	0.22	—	—	2.71	
19	0.045	0.25	1.85	77	65	0.040	0.015	8	5	0.003	33	27	0.22	0.22	—	0.10	—	—	2.37	
20	0.085	0.27	2.15	55	17	0.036	0.013	9	5	0.002	27	28	0.45	0.45	0.35	0.45	0.062	—	3.68	
21	0.055	0.25	1.98	70	25	0.040	0.008	7	5	0.008	33	27	0.31	0.31	—	0.23	—	—	2.74	
22	0.056	0.24	1.96	60	30	0.039	0.015	6	3	0.005	30	25	0.30	0.30	—	0.25	—	—	2.73	
23	0.055	0.25	1.94	70	13	0.040	0.015	8	3	0.004	32	22	0.31	0.31	—	0.22	—	—	2.69	
24	0.056	0.27	1.95	60	28	0.044	0.012	7	5	0.005	29	18	0.30	0.32	—	0.22	—	—	2.71	
25	0.055	0.26	1.86	65	30	0.042	0.013	4	4	0.003	29	25	0.29	0.31	—	0.23	—	—	2.71	
26	0.057	0.25	1.83	65	30	0.042	0.011	6	4	0.005	29	25	0.30	0.30	—	0.22	—	—	2.67	

注1) P値: $P = 2.7C + 0.4Si + Mn + 0.8Cr + 0.45(Ni + Cu) + Mo + V$

注2) アンダーラインは本発明外

【0025】

【表2】

表 2

No	0.1~0.5 μm の粒子				0.1 μm 以下の粒子		備考
	酸化物中に含まれる主たる元素	酸化物中に占めるTi, Mg, REMの割合(%)	酸化物へのMnSの析出の有無	個数 (個/ mm^2)	Mg酸化物の含有の有無	個数 (個/ mm^2)	
1	Ti, Mg, REM	60	あり	6	あり	15000	本発明鋼
2	Ti, Mg, REM	80	あり	15	あり	21000	
3	Ti, Mg, REM	75	あり	12	あり	32000	
4	Ti, Mg, REM	85	あり	20	あり	20000	
5	Ti, Mg, REM	55	あり	7	あり	18000	
6	Ti, Mg, REM	60	あり	22	あり	45000	
7	Ti, Mg, REM	75	あり	18	あり	20000	
8	Ti, Mg, REM	65	あり	35	あり	15000	
9	Ti, Mg, REM	65	あり	25	あり	12000	
10	Ti, Mg, REM	80	あり	30	あり	35000	
11	Ti, Mg, REM	80	あり	12	あり	18000	比較鋼
12	Ti, Mg, REM	65	あり	15	あり	12000	
13	Ti, Mg, REM	55	あり	20	あり	25000	
14	Ti, Mg, REM	80	あり	8	あり	21000	
15	Ti, Mg, REM	75	あり	10	あり	15000	
16	Ti, Mg, REM	60	あり	15	あり	15000	
17	Ti, Mg, REM	75	あり	10	あり	22000	
18	Ti, Mg, REM	85	あり	20	あり	18000	
19	Ti, Mg, REM	70	あり	12	あり	35000	
20	Ti, Mg, REM	55	あり	15	あり	30000	
21	Al, Mg, REM	35	あり	20	あり	25000	
22	Ti, Mg	30	あり	15	あり	18000	
23	Ti, Mg, REM	75	なし	15	あり	15000	
24	Ti, Mg, REM	80	あり	2	あり	18000	
25	Ti, Mg, REM	75	あり	20	なし	20000	
26	Ti, Mg, REM	65	あり	15	あり	5000	

注1) アンダーラインは比較条件を示す。

注2) *印は酸化物をE PMAで測定した時のTi, Mg, REMの含有量の和を酸素を除いた各元素の総和で除した値

【0026】

【表3】

表 3

No	鋼板厚み (mm)	鋼板製造方法	機 械 的 性 質				溶接部の特性**	備 考
			YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	vE ₋₄₀ (J)	vT ₋₄₀ (°C)	vE ₋₂₀ (J)	
1	20	厚板圧延後加温冷却	701	822	225	-98	158	本 発 明 鋼
2	20		715	803	250	-102	188	
3	16		722	811	211	-99	165	
4	25		705	813	221	-105	180	
5	28		875	995	235	-92	170	
6	20		720	843	245	-100	183	
7	18		716	833	217	-99	179	
8	20		855	970	243	-90	182	
9	25		735	866	272	-103	200	
10	20		725	855	255	-105	187	
11	20		753	884	133	62	48	比 較 鋼
12	20		703	821	88	55	25	
13	20		711	830	167	80	33	
14	20		720	815	231	98	20	
15	20		705	835	201	-102	25	
16	20		715	815	200	95	38	
17	20		720	830	205	95	20	
18	20		710	820	185	-98	28	
19	20		650	730	255	-110	180	
20	20		900	1180	205	-85	30	
21	20		720	856	270	-100	25	
22	20		714	845	234	98	20	
23	20		718	858	230	-99	15	
24	20		701	825	237	-85	20	
25	20		745	850	225	90	22	
26	20		722	833	120	55	18	

注1) アンダーラインは比較条件を示す。

注2) **印は1/2 t部より採取したシャルピー試験片。

ノッチ位置は内面ビードと外面ビードの交点。

【0027】鋼11はC量が多すぎるため、母材およびHAZ靱性が劣る。鋼12はTiが添加されていないため、母材およびHAZ靱性が劣る。鋼13はTi量が多すぎるため、HAZ靱性が劣る。鋼14はMgが添加されていないため、HAZ靱性が劣る。鋼15はMg量が多すぎるため、HAZ靱性が劣る。鋼16はREMが添加されていないため、HAZ靱性が劣る。鋼17はREM量が多すぎるため、HAZ靱性が劣る。鋼18はAl量が多すぎるため、HAZ靱性が劣る。鋼19はP値が低すぎるためX100としての強度が得られない。

【0028】鋼20はP値が高すぎるため、HAZ靱性が劣る。鋼21は0.1μm以上の酸化物中に主として含有する元素がAl, Mg, REMであり、Ti, Mg, REMの含有する割合が50%以下であるため、HAZ靱性が劣る。鋼22は0.1μm以上の酸化物中に

主として含有する元素がTi, Mgであり、Ti, Mg, REMの含有する割合が50%以下であるため、HAZ靱性が劣る。鋼23は0.1μm以上の酸化物にMnSが析出していないため、HAZ靱性が劣る。鋼24は0.1μm以上の酸化物の個数が少なすぎるため、HAZ靱性が劣る。鋼25は0.1μm以下のTiN析出物の中にMg系酸化物を含まないため、HAZ靱性が劣る。鋼26は0.1μm以下のTiN析出物の個数が少なすぎるため、HAZ靱性が劣る。

【0029】

【発明の効果】本発明により低温靱性、とくにHAZ靱性に優れた超高強度鋼板（API規格X100以上）が安定して製造できるようになった。その結果、溶接構造物やパイプラインの安全性が著しく向上するとともに、施工能率が飛躍的に改善された。